



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **08020838 A**(43) Date of publication of application: **23.01.96**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C21D 8/02
C22C 38/50

(21) Application number: **06155836**(71) Applicant: **SUMITOMO METAL IND LTD**(22) Date of filing: **07.07.94**(72) Inventor: **IKI HIROSHI**

(54) **ATMOSPHERIC CORROSION RESISTING
 REFRACTORY STEEL MATERIAL EXCELLENT IN
 WELDABILITY AND ITS PRODUCTION**

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce a refractory steel material for building construction, excellent in weather resistance and having sufficient high temp. strength and superior weldability, by subjecting a low carbon low alloy steel of specific composition to hot controlled rolling and to accelerated cooling under respectively specified temp. conditions.

CONSTITUTION: A steel slab, having a composition which consists of, by weight, 0.05-0.13% C, 0.05-0.60% Si, 0.50-1.00% Mn, 0.30-0.50% Cu, 0.05-0.40% Ni,

0.50-1.00% Cr, 0.005-0.08% V, 0.30-0.60% Mo, 0.005-0.03% Ti, >0.005-0.015% Al, and the balance Fe and satisfies $(Al/Mn) \times 100 = 0.5$ to 2.0 and also having a structure in which Al-Mn double oxides of 21.0 μ m grain diameter are dispersed, is used. This steel slab is heated to 1000-1200°C, hot-rolled, cooled from a temp. more than the Ar_3 point down to 2400°C at (3 to 20)2C/sec cooling rate, reheated to a temp. in the region between 400°C and (Ac_1 point +40°C), and then cooled at room temp., or, after hot rolling, the resulting hot rolled stock is cooled rapidly down to 600-450°C at (3 to 30)°C/sec cooling rate and then cooled at room temp.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-20838

(43) 公開日 平成8年(1996)1月23日

(51) Int. Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A			
	F			
C 2 1 D 8/02	B	8821-4K		
C 2 2 C 38/50				

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願平6-155836

(22) 出願日 平成6年(1994)7月7日

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 宅岐 浩

茨城県鹿島郡鹿島町大字光3番地 住友金

属工業株式会社鹿島製鉄所内

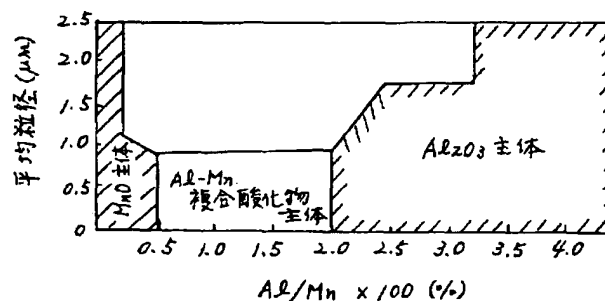
(74) 代理人 弁理士 広瀬 章一

(54) 【発明の名称】 溶接性に優れた耐候性耐火鋼材とその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 十分な高温耐力、耐候性を有し、大入熱溶接時にもHAZ 靱性の劣化を生じることのない建築構造用490 N/mm² 級耐候性耐火鋼材の製造方法を提供する。

【構成】 C : 0.05~0.13%、 Si : 0.05~0.60%、
Mn : 0.50~1.00%、 Cu : 0.30~0.50%、 Ni : 0.05~0.40%、 Cr : 0.50~1.00%、 V : 0.005~0.080%、
Mo : 0.30~0.60%、 Ti : 0.005~0.030%、 Al : 0.005%超0.015%以下、残部がFeおよび不可避免的不純物から成る鋼組成を有し、母材中に、AlとMnの比[(Al/Mn)×100]が0.5~2.0、直径1.0 μm以下のAl-Mn複合酸化物を介在物として分散させる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.05~0.13%、 Si : 0.05~0.60%、 Mn : 0.50~1.00%、
 Cu : 0.30~0.50%、 Ni : 0.05~0.40%、 Cr : 0.50~1.00%、
 V : 0.005 ~0.080 %、 Mo : 0.30~0.60%、 Ti : 0.005 ~0.030 %、
 Al : 0.005 %超0.015 %以下、

残部がFeおよび不可避免の不純物から成る鋼組成を有し、かつ、AlとMnの比 $[(Al/Mn) \times 100]$ が0.5 ~2.0 であって、かつ粒子直径1.0 μm 以下のAl-Mn複合酸化物が分散していることを特徴とする大入熱溶接熱影響部の靱性にすぐれ、耐候性にすぐれた建築構造用490 N/mm² 級耐火鋼材。

【請求項2】 重量%で、

C : 0.05~0.13%、 Si : 0.05~0.60%、 Mn : 0.50~1.00%、
 Cu : 0.30~0.50%、 Ni : 0.05~0.40%、 Cr : 0.50~1.00%、
 V : 0.005 ~0.080 %、 Mo : 0.30~0.60%、 Ti : 0.005 ~0.030 %、
 Al : 0.005 %超0.015 %以下、

残部がFeおよび不可避免の不純物から成る鋼組成を有し、かつ母材中にAlとMnの比 $[(Al/Mn) \times 100]$ が0.5 ~2.0 であって、粒子直径1.0 μm 以下のAl-Mn複合酸化物が分散している鋼を1000~1200℃の温度域に加熱してから、熱間圧延後、Ar₃ 以上の温度から3~20℃/秒の冷却速度で400℃以下まで冷却し、その後400℃~Ac₁ +40℃の温度に再加熱してから空冷することを特徴とする、大入熱溶接熱影響部の靱性にすぐれ、耐候性にすぐれた建築構造用490 N/mm² 級耐火鋼材の製造方法。

【請求項3】 重量%で、

C : 0.05~0.13%、 Si : 0.05~0.60%、 Mn : 0.50~1.00%、
 Cu : 0.30~0.50%、 Ni : 0.05~0.40%、 Cr : 0.50~1.00%、
 V : 0.005 ~0.080 %、 Mo : 0.30~0.60%、 Ti : 0.005 ~0.030 %、
 Al : 0.005 %超~0.015 %以下、

残部がFeおよび不可避免の不純物から成る鋼組成を有し、かつ母材中にAlとMnの比 $[(Al/Mn) \times 100]$ が0.5 ~2.0 であって、粒子粒径1.0 μm 以下のAl-Mn複合酸化物が分散している鋼を1000~1200℃の温度域に加熱してから、熱間圧延後、Ar₃ 以上の温度から3~20℃/秒の冷却速度で600~450℃の温度範囲まで冷却し、その後空冷することを特徴とする大入熱溶接熱影響部の靱性にすぐれ、耐候性にすぐれた建築構造用490 N/mm² 級耐火鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、大入熱溶接熱影響部の靱性にすぐれた耐候性耐火鋼材とその製造方法、特に建築物の主要部材である柱や梁を建築物の外に出した、いわゆる「外部鉄骨架構」に使用される鋼材とその製造方法に関し、詳しくは、耐候性に優れ、十分な高温強度と優れた溶接性を有する建築構造用490 N/mm² 級耐候性耐火鋼材とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 建築構造物では、火災時に鉄骨が高温にさらされると強度が下がり、建築物としての耐力が低下するため、建築基準法により、例えば湿式ロックウール（アスベストのこと）被覆を行うなどの鉄骨の耐火被覆施工が義務づけられている。

【0003】 従来の建築構造用490 N/mm² 級鋼材では、火災時に鋼材の曝される高温が350℃を超えると、そのとき構造部材に要求される長期耐力（常温耐力の2/3）の217 N/mm² を下回るため、鉄骨の温度が350℃を超えないように工事費、工期などの面からは足かせとなる上述のような耐火被覆を施している。

【0004】 しかし、建築基準法に最近追加された「新耐火設計法」では、600℃における耐力が常温耐力の2/3以上を有する高温耐力のすぐれた鋼材（耐火鋼材）を使用すれば、耐火被覆の簡略あるいは省略が認められるようになっている。特に、建築物を「外部鉄骨架構」とした場合、鋼材は火災時に窓等からの火炎の吹き出しによる温度上昇しか受けないため、鋼材温度が600℃以下となり無被覆にできる可能性が極めて高く、耐候性を有した耐火鋼材の必要性が高まっている。

【0005】 また、600℃での耐力が常温耐力の2/3以上を満足する建築用鋼材として、特開平3-6322号公報に開示されている鋼材が提案されているが、この鋼材は耐候性を有する耐火鋼材を目的としたものではない。

【0006】 そのような耐候性の問題点を解決する手段として、特開平5-117745号公報に開示された方法が挙げられる。確かに、Mo、Cr、Nb、V等の合金元素の総量を0.15%以下に制限するとともに、Ceq ≤0.40%に限定しているが、建築物の構造材として使用される場合、特に“ボックス柱ダイヤフラム部の溶接”に代表されるような大入熱溶接時にはこれら合金元素の添加により、むしろ靱性が顕著に劣化し好ましくないという問題があった。

【0007】 ところで、「外部鉄骨架構」に使用される鋼材としては、JIS G3114に規定される溶接構造用耐候性鋼材があるが、この鋼材は600℃での耐力が常温耐力の2/3（217 N/mm²）を満足しない。

【0008】 現在、高温耐力のすぐれた鋼材としては、ボイラ・圧力容器用として広く使用されているCr-Mo鋼材がある。この鋼材は600℃での耐力は217 N/mm² 以上を有するが、Ceq が高いために、溶接性および大入熱

3

溶接継手靱性が悪く、溶接施工上難点がある。また、このCr-Mo鋼材は、ボイラ・圧力容器用のため、耐候性を有していない。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】ここに、本発明の目的は、上記の従来技術の問題点を解決する、大入熱溶接熱影響部の靱性にすぐれ、耐候性にすぐれた建築構造用490 N/mm² 級耐火鋼材とその製造方法を提供することである。

【0010】より具体的には、本発明の目的は、耐候性および高温耐力確保に有効な元素を添加し、さらに製造方法の面からは、制御圧延、加速冷却を行うことによって、十分な高温耐力と耐候性を有し、しかも、従来の溶接構造用耐候性鋼材と同様の設計・施工が可能な母材特性、溶接性および溶接継手靱性の優れた建築構造用490 N/mm² 級耐候性耐火鋼材とその製造方法を提供することである。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上述の目的を達成すべく、数多くの実験を繰り返しながら研究を重ねた結果、Al、Mnの含有量をバランス良く調整し、その母地中に、Mn-Alの複合酸化物を微細分散させると建築構造物用として十分な耐火性、耐候性を示すと共に大入熱溶接時のHAZ 靱性を劣化させることのない鋼材を実現することができるとの知見を得るに至った。

【0012】即ち、従来この種の粒子分散鋼は“特開平4-362156号公報”にあるようなTi系酸・窒化物が挙げられるが、製鋼、連続鋳造段階での制約が多く鋼中の酸素“O”のコントロール等が必要であり手間がかかった。

【0013】またこの方法では特に大入熱（入熱200～1000KJ/cm）の場合では介在物からのアシキュラーフェライト（IGF）の生成が十分でなく良好なHAZ 靱性が得られていない。

【0014】上記課題の克服のため、溶製段階でAl/Mnをコントロールすることで比較的容易に生成しうるMn-Al複合酸化物に着目し、これらのバランスを図1の如くうまく調整することにより、鋼中に平均粒径1μm以下の介在物を分散させることにより、従来にもまして大入熱溶接時にもIGFを生成させ、HAZ 靱性を向上することができることを見出し、本発明を完成した。

【0015】なお、図1は、上述する実施例の鋼種No.1の組成のものを溶製の段階でAl/Mn比を種々変更させたときの介在物内のAl/Mn比と平均粒径との関係を示すグラフである。これらのデータは光学顕微鏡を使って目視で検査したときの30点の平均である。直径2.5μm以上のものはHAZ 靱性に影響しないとしてカウントしていない。

【0016】ここに、本発明の要旨とするところは、重量%で、C：0.05～0.13%、Si：0.05～0.60%、

4

Mn：0.50～1.00%、Cu：0.30～0.50%、Ni：0.05～0.40%、Cr：0.50～1.00%、V：0.005～0.080%、Mo：0.30～0.60%、Ti：0.005～0.030%、Al：0.005%超0.015%以下、残部がFeおよび不可避免の不純物から成る鋼組成を有し、かつ、AlとMnの比[(Al/Mn)×100]が0.5～2.0であって、かつ粒子直径1.0μm以下のAl-Mn複合酸化物が分散していることを特徴とする大入熱溶接熱影響部の靱性にすぐれ、耐候性にすぐれた建築構造用490 N/mm² 級耐火鋼材である。

【0017】また、別の面からは、本発明の要旨とするところは、重量%で、C：0.05～0.13%、Si：0.05～0.60%、Mn：0.50～1.00%、Cu：0.30～0.50%、Ni：0.05～0.40%、Cr：0.50～1.00%、V：0.005～0.080%、Mo：0.30～0.60%、Ti：0.005～0.030%、Al：0.005%超0.015%以下、残部がFeおよび不可避免の不純物から成る鋼組成を有し、かつ母材中にAlとMnの比[(Al/Mn)×100]が0.5～2.0であって、粒子直径1.0μm以下のAl-Mn複合酸化物が分散している鋼を1000～1200℃の温度域に加熱してから、熱間圧延後、Ar₃以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で400℃以下まで冷却し、その後400℃～Ac₁+40℃の温度に再加熱してから空冷することを特徴とする、大入熱溶接熱影響部の靱性にすぐれ、耐候性にすぐれた建築構造用490 N/mm² 級耐火鋼材の製造方法である。

【0018】さらに別の面からは、本発明は上記鋼組成の母材を、同様にして熱間圧延してから、熱間圧延後、Ar₃以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で600～450℃の温度範囲まで冷却し、その後空冷することを特徴とする大入熱溶接熱影響部の靱性にすぐれ、耐候性にすぐれた建築構造用490 N/mm² 級耐火鋼材の製造方法である。

【0019】このように、本発明によれば、溶製段階で生成した上述のAl-Mn複合酸化物は、熱間圧延に先立った母材の段階でも、また熱間圧延、冷却後の段階でも同様に保存され、特に溶接後のHAZ 靱性の確保に効果的に作用するのである。

【0020】

【作用】次に、本発明の作用について具体的に説明する。鋼材の溶接に際してHAZは溶接熱により鋼の融点直下まで加熱されるため、一般の鋼の場合にはHAZのオーステナイト粒は極端に粗大化してしまう。また、一方でこの部分においてはその後の冷却速度が非常に速いと言う事情がある。このように、HAZではオーステナイト粒が大きいために焼入れ性が上昇すると同時に冷却速度も速いので、この部分はマルテンサイト変態あるいはベイナイト変態が支配することとなり、一般には硬く粗い組織が生成して靱性が低下する。

【0021】本発明ではAl-Mnの複合酸化物の微細粒子が、下記酸・窒化物粒子が発揮するといわれている次の二つの作用を代替することによってHAZの組織を変化さ

せる。

【0022】a) 微細な酸・窒化物粒子がオーステナイト粒の成長を抑制してその粗大化を防止し、ベイナイト変態、マルテンサイト変態が容易に起きるのを妨げることでHAZの組織を若干なりとも微細化して軟化させる。

【0023】b) $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に、微細分散した酸・窒化物粒子が核となってフェライトの生成を促進し、HAZの組織を“フェライトサイドプレート”を主体としたウィドマンステッテン状”或いは“フェライト・パーライトを主体とした状態”に変化させる。このため、本発明に係わる鋼材では大入熱溶接を施したとしてもHAZの靱性劣化は非常に小さく、良好なHAZ靱性を保つこととなる。

【0024】ここに、一般的には、前記a)項に示した作用のためには、通常、析出介在物の粒径が $0.02\mu\text{m}$ 以下であればその効果が大きいと言われている。しかしながら、析出介在物が通常の酸化物の場合にはこのように小さいものは言うに及ばず、粒径が $1\mu\text{m}$ 以下の析出物ですら鋼中に残存させることは難しい。

【0025】そこで、本発明では、上記の微細な酸・窒化物粒子に代えて、Al/Mn 複合酸化物介在物を利用しようとするのであって、特に、本発明によれば、介在物中のAl/Mnの比をコントロールすることで、高温においても安定なAl-Mn複合酸化物を生成せしめることができ、溶製段階での脱ガス等によるO、Nのコントロールを必要とせず、単に溶鋼中のAl/Mnのコントロールにより容易に微細分散が達成できる。

【0026】しかも、このAl/Mn 複合相の場合、平均粒径が $1.0\mu\text{m}$ 以下であっても上述の効果が作用するので、その実用上の意義は大きい。すなわち図1に示すように、Al/Mn比が小さい場合鋼中に主に MnO が、Al/Mn比が大きい場合は鋼中に主に Al_2O_3 が生成してしまう。これらは大入熱溶接時のHAZ部組織を改善することはない。

【0027】したがって、本発明においては、Al/Mnの比をコントロールし、直径 $1.0\mu\text{m}$ 以下のAl-Mn複合酸化物のみを鋼中に分散させることによって、これを核としてフェライトが生成させるものである。ここで、本発明における化学成分の限定理由について説明する。

【0028】C:Cは強度上昇に寄与する元素であるが、0.05%未満では強度を確保することは困難であり、また、0.13%を超えて多量に添加すると溶接性および靱性を劣化させる。したがって、Cの添加量は0.05~0.13%の範囲とする。好ましくは、0.08~0.13%である。

【0029】Si:Siは、脱酸のために必須の元素であるが、0.05%未満ではその効果が少なく、また、0.60%を超えて添加すると溶接性を劣化させる。このため、Siの添加量は0.05~0.60%の範囲とする。好ましくは、0.10~0.30%である。

【0030】Mn:Mnは、鋼の強度および靱性を確保する

ために必要な元素であるが、0.50%未満ではこのような効果は少なく、また、1.00%を超えて多量に添加すると溶接性および靱性を劣化させる。したがって、Mnの添加量は0.50~1.00%の範囲とする。好適範囲は、1.00%未満である。

【0031】Cu:Cuは、耐候性の改善に有効な元素であり、また析出強化による強度上昇に寄与する元素であるが、0.30%未満ではそのような効果は少なく、また、0.50%を超えて添加すると、熱間加工割れが発生しやすい。したがって、Cuの添加量は0.30~0.50%の範囲とする。

【0032】Cr:Crは、Cuと同様、耐候性および高温強度の上昇に有効な元素であるが、0.50%未満ではこのような効果は少なく、また、1.00%を超えて多量に添加すると溶接性および溶接継手靱性が劣化する。したがって、Crの添加量は0.50~1.00%の範囲とする。好ましくは、0.50~0.70%である。

【0033】Ni:Niは、強度と靱性の向上および含Cu鋼の熱間加工割れ発生防止に有効な元素であるが、0.05%未満ではこのような効果は少なく、また、0.40%を超えて添加してもこのような効果は飽和し、経済的にも無駄である。したがって、Niの添加量は0.05~0.40%の範囲とする。好ましくは0.25~0.35%である。

【0034】Mo:Moは、高温強度を確保するために不可欠の元素であり、600℃における耐力を大幅に上昇させる。しかしながら、0.30%未満ではこのような効果は少なく、また、0.60%を超えて添加すると溶接性および溶接継手靱性が劣化する。したがって、Moの添加量は0.30~0.60%の範囲とする。好ましくは、0.40~0.50%である。

【0035】Ti:Tiは、溶接熱影響部のオーステナイト粒の粗大化を抑制するとともに、微細フェライトの生成促進により、溶接継手靱性の向上に有効な元素である。しかし、0.005%未満ではかかる効果は少なく、また、0.030%を超えて添加すると溶接性が劣化する。したがって、Tiの添加量は0.005~0.030%の範囲とする。好ましくは、0.010~0.020%である。

【0036】V:Vは、析出強化により強度上昇に有効な元素であるが、0.005%未満ではこのような効果はほとんど期待出来ず、また、0.080%を超えて過多に添加すると溶接性が劣化する。したがって、Vの添加量は0.005~0.080%の範囲とする。好ましくは0.030~0.050%である。

【0037】sol.Al:Alは製鋼時に脱酸剤として作用し、かつ鋼材の組織の細粒化を通じ靱性を改善する効果がある。また、本発明の特徴であるAl-Mn複合酸化物を鋼中介在物として分散させるのにも重要な元素であり、0.005%以下の含有量ではこの効果は得られない。つまり、Al含有量が少なすぎて介在物となる酸化物ができない。しかし0.015%を超えて含有させるとAlの酸素に対

する親和力が強すぎるため、 Al_2O_3 (Al酸化物単体) となりHAZ 靱性を改善するようなIGF はこの介在物からは得られない。したがってsol.Al添加量は0.003 %超、0.015 %以下、好ましくは0.005 ~0.010 %の範囲とする。

【0038】Al-Mn複合酸化物の介在物中のAl/Mn比：前述の図1からも明らかなようにAl/Mnの比が2.0 を越えると、目的とするAl-Mn複合酸化物が生成されず、Al単体 Al_2O_3 となってしまう。しかし、その比が0.5 未満と少なすぎるとMn単体の酸化物 MnO となってしまう。したがってAl/Mnを0.5 ~2.0 の範囲とする。好ましくは0.7~1.5 である。

【0039】Al-Mn複合酸化物：さらにHAZ 靱性改善のため前項に述べたような粒径1.0 μm 以下の粒子を分散させることでIGF を生成させる。粒子の直径が1.0 μm を超える場合、その効果が失われ、また介在物としての悪影響が出てくるため粒径は1.0 μm 以下とした。すでに述べたように、この粒径は連続鋳造をすることによって容易に調整可能である。

【0040】また上記介在物の分散量としては、大入熱溶接に際してのHAZ 靱性改善にとっては、多い程、粒径としては小さい程望ましく、本発明の好適例としては、粒径0.02~1.0 μm の粒子で、0.05~0.2 wt%の割合での分散が好ましい。次に、本発明における上記鋼組成の鋼材の製造条件の限定理由について説明する。

【0041】加熱温度：熱間圧延に先立つ加熱温度については、高温強度の確保に必要なNbおよびMoを鋼中に固溶させるために、下限を1000℃とし、一方、Cu添加による熱間圧延中での加工割れを防止するために、上限を1200℃とする。好ましくは1050~1200℃である。

【0042】冷却速度：熱間圧延終了後、加速冷却を行うが、高温耐力を向上させるベイナイト量を増加させるには冷却開始までの時間が短く、冷却開始が高温程望ましい。特に冷却開始温度が Ar_3 変態点より低くなると、フェライトが生成し、冷却による高温強度の上昇効果が小さくなるため、冷却開始温度の下限は Ar_3 変態点とする。また、冷却速度は20℃/秒を超える強冷却を行うと、強度が規格上限を超え、一方、3℃/秒よりも遅い冷却速度では強度上昇効果が小さくなる。したがって、冷却速度は3~20℃/秒の範囲とする。

【0043】水冷停止温度：また強度確保のため水冷停止温度は400℃以下とする。好ましくは400~200℃、

さらに好ましくは370~270℃である。冷却まででは強度が高く、靱性も劣化することから、強度Vs靱性のバランスを保ち、更に水冷による鋼中の水素等に起因する内部欠陥を未然に防ぐ意味で、冷却後400℃~ Ac_1 +40℃の温度域に加熱し、空冷する。このときの加熱温度が400℃未満では強度の低下がなく、靱性も著しく悪い。 Ac_1 +40℃超の2相域ではフェライトの粗大化が大きくなり強度は低下するが靱性が著しく劣化する。したがって、再加熱温度は400℃~ Ac_1 +40℃の範囲とし、一般には400~720℃とし、その後空冷し、微細な組織を保つ。

【0044】さらに、本発明の別法としての製造方法にあつては、鋼組成ならびに加熱、冷却速度、冷却開始の限定理由は、前述の処理条件の設定理由と同様であるが、冷却停止温度を600℃~450℃と比較的高温とすることで、上述の場合と同様な組織が得られる。

【0045】すなわち、この場合、冷却停止温度が、600℃超では強度不足となり、450℃未満では著しく靱性が悪化することから、この範囲に温度コントロールすることで焼戻しせず強度、靱性が保てる。好ましい冷却停止温度は470~570℃である。次に、本発明の作用についてさらに実施例を参照しながら詳述する。

【0046】

【実施例】表1および表2にまとめて示す鋼組成を有する各供試鋼を、同じく表3および表4に示す加工処理条件で熱間圧延を行い、熱処理してから得た鋼材を各供試材として、その特性試験を行った。結果は、表3および表4にまとめて示す。本例において、Al/Mnの比は溶製の段階で0.5~2.0に調整した。試験要領は次の通り。

【0047】*)大入熱HAZ 靱性：再現熱サイクル条件：加熱温度1350℃×5秒、800℃から500℃までの冷却時間400sec、入熱量300KJ/cm相当。

【0048】**)Y割れ：Y形拘束割れ試験を行い、“○”は予熱で割れが発生しなかったもの(JIS Z2158に準拠)。

【0049】***)耐候性：暴露試験を北九州小倉で2年間行い、SM50Aの腐食原料を基準として、腐食原料がその半分以下を“○”、半分以上を“×”とした。

【0050】

【表1】

供試 材No	板厚 (mm)	化 学 組 成										Al-Mn 酸化物	介在物中 Al/Mn x100	Ar _s 点 (°C)	Ac ₁ 点 (°C)	備 考
		C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	sol. Al					
1	50	0.08	0.14	0.56	0.32	0.20	0.59	0.35	0.012	0.050	0.010	有	1.8	800	705	本 発 明 例
2	50	0.13	0.05	0.50	0.30	0.10	0.50	0.30	0.005	0.005	0.006	有	0.6	801	705	
3	45	0.05	0.05	1.00	0.50	0.40	0.80	0.35	0.007	0.080	0.010	有	1.0	758	685	
4	100	0.08	0.15	0.70	0.45	0.38	1.00	0.60	0.015	0.070	0.006	有	0.6	769	701	
5	70	0.07	0.20	0.85	0.30	0.22	0.60	0.45	0.030	0.075	0.009	有	1.1	778	699	
6	90	0.08	0.60	0.75	0.35	0.30	0.90	0.30	0.022	0.080	0.007	有	0.9	792	712	
7	80	0.10	0.15	0.90	0.32	0.05	0.70	0.50	0.018	0.050	0.004	有	0.5	772	701	
8	60	0.08	0.15	0.95	0.48	0.37	0.90	0.55	0.017	0.055	0.015	有	1.6	739	696	
9	50	0.10	0.20	0.60	0.40	0.20	0.70	0.40	0.015	0.050	0.006	有	0.5	782	705	
10	50	0.08	0.30	0.50	0.37	0.25	0.80	0.38	0.015	0.070	0.010	有	2.0	796	710	
11	60	0.08	0.15	0.95	0.48	0.37	0.90	0.55	0.017	0.055	0.015	有	1.6	739	696	
12	50	0.08	0.15	0.95	0.48	0.37	0.90	0.55	0.017	0.055	0.015	有	1.6	739	696	
13	45	0.08	0.15	0.95	0.48	0.37	0.90	0.55	0.017	0.055	0.015	有	1.6	739	696	
14	50	0.09	0.20	1.00	0.40	0.30	0.60	0.45	0.015	0.04	0.009	有	1.8	790	700	
15	50	0.06	0.50	0.70	0.35	0.15	0.70	0.35	0.010	0.03	0.010	有	1.2	788	698	
16	50	0.10	0.10	0.60	0.50	0.30	0.80	0.55	0.007	0.007	0.012	有	0.8	802	707	
17	50	0.05	0.55	0.95	0.50	0.35	0.65	0.55	0.025	0.07	0.008	有	1.0	790	696	

【0051】

【表2】

供試 材No	板 厚 (mm)	化 学 組 成								Al-Mn 酸化物	介在物中 Al/Mn x100	Ar _s 点 (°C)	AC ₁ 点 (°C)	備 考
		C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	sol. Al			
1	45	0.04▲	0.04▲	0.70	0.40	0.35	0.70	0.40	0.015	0.004▲	0.006	783	698	
2	60	0.15▲	0.20	0.80	0.40	0.30	0.65	0.45	0.007	0.007	0.007	744	699	
3	50	0.08	0.70▲	0.75	0.45	0.25	0.50	0.48	0.020	0.080▲	0.007	771	709	
4	90	0.08	0.25	1.10▲	0.60▲	0.18	0.63	0.50	0.025	0.050	0.010	721	687	
5	80	0.08	0.30	0.85	0.45	0.50▲	1.10▲	0.70▲	0.018	0.060	0.012	733	699	
6	45	0.08	0.35	0.40▲	0.20▲	0.37	0.55	0.35	0.004▲	0.055	0.002▲	803	707	
7	45	0.06	0.55	0.55	0.48	0.30	0.70	0.40	0.017	0.060	0.020▲	790	711	
8	50	0.13	0.50	0.60	0.50	0.03▲	0.40▲	0.50	0.020	0.057	0.013	760	703	
9	100	0.11	0.35	0.95	0.47	0.10	0.95	0.55	0.040▲	0.070	0.006	739	699	
10	50	0.12	0.10	0.80	0.35	0.05	0.90	0.20▲	0.018	0.009	0.012	786	708	
11	70	0.10	0.08	0.75	0.38	0.20	0.80	0.45	0.025	0.010	0.010	774	701	
12	50	0.08	0.15	0.95	0.48	0.37	0.90	0.55	0.017	0.055	0.015	739	696	
13	60	0.08	0.15	0.95	0.50	0.37	0.90	0.55	0.017	0.055	0.015	739	696	
14	55	0.08	0.15	0.95	0.50	0.37	0.90	0.55	0.017	0.055	0.015	739	696	

(注) ▲ 本発明の範囲外

【0052】

【表3】

13

14

供試材 No	加熱 温度 (℃)	冷却 開始 温度 (℃)	冷却 速度 (℃/S)	停止 温度 (℃)	再加熱 温度 (℃)	常温引張強度		靱性 vTrs	高温(600℃) 強度	大入熱 + HAX 靱性	Y 割れ ●●	耐 候性 ●●●	備 考
						YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)						
1	1160	805	10	350	720	350	550	-20	230	294	○	○	本 発 明 例
2	1000	805	20	350	720	370	520	-15	250	294	○	○	
3	1200	800	3	380	600	360	530	-17	220	294	○	○	
4	1120	770	8	400	720	360	550	-22	230	294	○	○	
5	1120	780	15	350	620	370	540	-13	220	200	○	○	
6	1120	800	10	270	730	360	560	-14	240	178	○	○	
7	1160	780	8	270	700	357	555	-25	235	294	○	○	
8	1160	750	8	300	680	345	535	-19	232	294	○	○	
9	1000	770	8	350	550	350	525	-20	200	294	○	○	
10	1200	800	8	350	450	330	505	-30	215	294	○	○	
11	1160	770	8	600	-	300	500	-20	210	294	○	○	
12	1160	750	9	500	-	320	515	-17	220	294	○	○	
13	1160	765	10	450	-	315	520	-18	225	294	○	○	
14	1160	805	10	350	720	345	530	-25	225	240	○	○	
15	1160	805	10	350	720	355	560	-18	230	250	○	○	
16	1160	805	10	350	720	370	550	-17	235	294	○	○	
17	1160	805	10	350	720	330	510	-22	220	294	○	○	

【0053】

【表4】

供試材 No	加熱 温度 (℃)	冷却 開始 温度 (℃)	冷却 速度 (℃/S)	停止 温度 (℃)	再加熱 温度 (℃)	常温引張強度		靱性 vTrs	高温(600℃) 強度	大入熱 + HAX 靱性	Y 割れ ●●	耐 候性 ●●●	備 考
						YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)						
1	1120	750 ▲	12	350	720	300	480 ▲	-15	200	294	○	○	比 較 例
2	1160	770	10	300	750 ▲	390	600	+10 ▲	255	15 ▲	× ▲	○	
3	900 ▲	780	8	350	720	320	530	-20	180 ▲	190	○	○	
4	1160	750	8	300	730	340	540	-17	202	202	× ▲	○	
5	1120	750	12	RT	720	400	607	-20	287	154	× ▲	○	
6	1160	810	21 ▲	320	730	320	485 ▲	+15 ▲	215	20 ▲	○	× ▲	
7	1160	770	10	350	730	380	540	-25	250	7 ▲	○	○	
8	1160	770	10	370	720	370	530	-30	245	3 ▲	○	× ▲	
9	1120	750	8	320	730	390	590	-18	260	3 ▲	× ▲	○	
10	1250 ▲	790	10	300	730	380	550	-20	185 ▲	215	○	○	
11	1160	780	2 ▲	300	680 ▲	310	470 ▲	+5 ▲	225	48	○	○	
12	1160	775	9	500 ▲	500	300	480 ▲	-15	220	170	○	○	
13	1160	760	8	700 ▲	-	310	480 ▲	-20	215	220	○	○	
14	1160	770	15	400 ▲	-	320	620 ▲	+2 ▲	217	210	○	○	

(注) ▲: 本発明の範囲外

【0054】

【発明の効果】以上説明してきたように、本発明によれば、十分な高温耐力、耐候性を有し、大入熱溶接時にもHAZ部の靱性の劣化を生じることのない建築構造用490N/mm²級の耐火鋼材が得られるのであって、その実用上の

意義は大きい。

【図面の簡単な説明】

【図1】Al/Mnの組成と平均粒径との関係を示す説明図である。

【図1】

